

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開平10-280087

(43) 公開日 平成10年(1998)10月20日

(51) Int.Cl.⁶
C 2 2 C 38/00
C 2 1 D 8/04
9/46
C 2 2 C 38/06

識別記号
3 0 1

F I
C 2 2 C 38/00
C 2 1 D 8/04
9/46
C 2 2 C 38/06

3 0 1 A
A
F

審査請求 未請求 請求項の数 6 O L (全 6 頁)

(21) 出願番号 特願平9-92086

(22) 出願日 平成9年(1997)4月10日

(71) 出願人 000006655

新日本製鐵株式会社
東京都千代田区大手町2丁目6番3号

(72) 発明者 田中 暁

千葉県君津市君津1番地 新日本製鐵株式
会社君津製鐵所内

(72) 発明者 佐久間 康治

千葉県君津市君津1番地 新日本製鐵株式
会社君津製鐵所内

(72) 発明者 山崎 修一

千葉県富津市新富20-1 新日本製鐵株式
会社技術開発本部内

(74) 代理人 弁理士 椎名 強 (外1名)

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 表面性状と成形性にすぐれた高強度冷延鋼板とその製造方法

(57) 【要約】

【課題】 良好な表面性状と成形性に優れた冷延鋼板とその製造方法を提供する。

【解決手段】 Si、Mnを含む高強度鋼板において、鋼成分、スラブ加熱条件、焼鈍中の雰囲気を含む製造条件を制御し、Siの内部酸化層の生成を抑制することにより、良好な表面性状を有しつつ成形性に優れた高強度の冷延鋼板を製造する。

【特許請求の範囲】

【請求項1】 mass%で、C:0.05~0.3%、Si:3.0%以下、Mn:0.05~4.0%、P:0.1%以下、S:0.1%以下、Al:0.01~2.0%、N:0.01%以下で残部がFe及び不可避免的不純物からなり、連続焼鈍後の内部酸化膜厚が2.0 μ m未満であることを特徴とする表面性状と成形性に優れた高強度冷延鋼板。

【請求項2】 mass%で、C:0.05~0.3%、Si:3.0%以下、Mn:0.05~4.0%、P:0.1%以下、S:0.1%以下、Al:0.01~2.0%、N:0.01%以下で残部がFe及び不可避免的不純物からなる成分のスラブを、通常の熱間圧延、酸洗、冷間圧延し、続いて、水素を含有する窒素雰囲気下における水分と水素分圧の比($\text{PH}_2\text{O}/\text{PH}_2$)と焼鈍温度T[°C]とを

$(\text{PH}_2\text{O}/\text{PH}_2) < -0.0008T + 0.701$ なる関係を維持して連続焼鈍を行うことを特徴とする、請求項1記載の連続焼鈍後の内部酸化膜厚が2.0 μ m未満である表面性状と成形性に優れた高強度冷延鋼板の製造方法。

【請求項3】 mass%で、C:0.05~0.3%、Si:3.0%以下、Mn:0.05~4.0%、P:0.1%以下、S:0.1%以下、Al:0.01~2.0%、N:0.01%以下で残部がFe及び不可避免的不純物からなる成分のスラブを、加熱炉内露点50°C以下として加熱後、通常の熱間圧延、酸洗、冷間圧延を施し、続いて、水素を含有する窒素雰囲気下における水分と水素分圧の比($\text{PH}_2\text{O}/\text{PH}_2$)と焼鈍温度T[°C]とを

$(\text{PH}_2\text{O}/\text{PH}_2) < -0.0008T + 0.701$ なる関係を維持して連続焼鈍を行うことを特徴とする、請求項1記載の連続焼鈍後の内部酸化膜厚が2.0 μ m未満である表面性状と成形性に優れた高強度冷延鋼板の製造方法。

【請求項4】 mass%で、C:0.05~0.3%、Si:3.0%以下、Mn:0.05~4.0%、P:0.1%以下、S:0.1%以下、Al:0.01~2.0%、N:0.01%以下で残部がFe及び不可避免的不純物からなり、連続焼鈍後の内部酸化膜厚が2.0 μ m未満であり、かつ体積率にて5%以上の残留オーステナイトを含んだ組織を有することを特徴とする表面性状と成形性に優れた高強度冷延鋼板。

【請求項5】 mass%で、C:0.05~0.3%、Si:3.0%以下、Mn:0.05~4.0%、P:0.1%以下、S:0.1%以下、Al:0.01~2.0%、N:0.01%以下で残部がFe及び不可避免的不純物からなる成分のスラブを熱間圧延後、酸洗、冷間圧延し、その後の連続焼鈍工程において水素を含有する窒素雰囲気下における水分と水素分圧の比($\text{PH}_2\text{O}/\text{PH}_2$)と焼鈍温度T[°C]とを

$(\text{PH}_2\text{O}/\text{PH}_2) < -0.0008T + 0.701$

なる関係を維持して、 AC_1 -変態点以上 AC_3 変態点以下の範囲に加熱し、その後の350~600°Cにおいて10~500秒保持を行いことを特徴とする、請求項4記載の連続焼鈍後の酸化膜厚が2.0 μ m未満であり、かつ体積率にて5%以上の残留オーステナイトを含んだ組織を有する表面性状とプレス成形性に優れた高強度冷延鋼板の製造方法。

【請求項6】 mass%で、C:0.05~0.3%、Si:3.0%以下、Mn:0.05~4.0%、P:0.1%以下、S:0.1%以下、Al:0.01~2.0%、N:0.01%以下で残部がFe及び不可避免的不純物からなる成分のスラブを、加熱炉内露点50°C以下として加熱後、通常の熱間圧延、酸洗、冷間圧延を施し、その後の連続焼鈍工程において水素を含有する窒素雰囲気下における水分と水素分圧の比($\text{PH}_2\text{O}/\text{PH}_2$)と焼鈍温度T[°C]とを

$(\text{PH}_2\text{O}/\text{PH}_2) < -0.0008T + 0.701$ なる関係を維持して、 AC_1 -変態点以上 AC_3 変態点以下の範囲に加熱し、その後の350~600°Cにおいて10~500秒保持を行いことを特徴とする、請求項4記載の連続焼鈍後の酸化膜厚が2.0 μ m未満であり、かつ体積率にて5%以上の残留オーステナイトを含んだ組織を有する表面性状とプレス成形性に優れた高強度冷延鋼板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】この発明は、プレス加工性が良く、かつ良好な表面性状を要求される自動車用鋼板等に好適な、表面性状に優れた冷延鋼板、及びその製造方法に関するものである。

【0002】

【従来の技術】近年、自動車をはじめ各種機械類には高性能化と軽量化が推進されており、鋼板の高強度化技術が多く開発されてきている。これら高強度化鋼板として、Si、Mn等を複合添加し、高延性高張力鋼板を製造する試みがなされてきている。先行技術としては特許第1177687号、特開昭52-52115号、特開昭52-69813号公報等がある。さらに近年では、SiとMnを複合添加した低炭素鋼を2相域焼鈍後、過時効処理を施すことによりオーステナイトを一部ベイナイトに変化させ、最終的に、フェライト+ベイナイト+残留オーステナイトから成る組織とした場合に、残留オーステナイトが歪誘起変態を起こして大きな伸びを示す現象が見出され、この現象を活用して高強度鋼板を製造する試みがなされるようになってきている。この技術として特許第1925458号、特許第1430114号、特開平5-70886号公報等があげられる。

【0003】

【発明が解決しようとする課題】ところが、表面にブルーイングが生じていない場合において冷延・焼鈍後のプレス加工時に表面が粉状化することを知見した。そしてこれは外観の劣化や、場合によっては表面の剥離を伴い、プレス時に星目模様や金型キズを生じることを見出した。この実状に鑑み本発明者等は表面性状と成形性に優れた高強度冷延鋼板とその製造方法を提供するものである。

【0004】

【課題を解決するための手段】ブルーイングとは、鋼の表面が焼鈍等の熱処理時に着色する現象であり、複合酸化膜が原因であると言われており、着色のため美しい表面を得られない。これを回避する技術として、鋼成分を制限する技術（特許第121233号公報）、焼鈍雰囲気露点を制限する技術（特許第1081518号公報）や鋼成分と焼鈍雰囲気を制限する技術（特公平1-47530号公報）が知られている。しかし、着色を伴わない場合での表面劣化についての知見は全く見られないことから、本発明者は上記目的について鋭意研究を行ったところ、この不良原因がSiの内部酸化層であり、熱延加熱炉中の露点、並びに焼鈍中の雰囲気中を制御することで回避できることを見出した。本発明はこれらの知見に基づいてなされたものであり、特定成分の鋼をこれまでにない特定の焼鈍条件にとることで解決しようとするもので、その要旨とするところは以下のとおりである。

【0005】(1) mass%で、C: 0.05~0.3%、Si: 3.0%以下、Mn: 0.05~4.0%、P: 0.1%以下、S: 0.1%以下、Al: 0.01~2.0%、N: 0.01%以下で残部がFe及び不可避的不純物からなり、連続焼鈍後の内部酸化膜厚が2.0μm未満であることを特徴とする表面性状と成形性に優れた高強度冷延鋼板。

【0006】(2) mass%で、C: 0.05~0.3%、Si: 3.0%以下、Mn: 0.05~4.0%、P: 0.1%以下、S: 0.1%以下、Al: 0.01~2.0%、N: 0.01%以下で残部がFe及び不可避的不純物からなる成分のスラブを、通常の熱間圧延、酸洗、冷間圧延し、続いて、水素を含有する窒素雰囲気下における水分と水素分圧の比($\text{PH}_2\text{O}/\text{PH}_2$)と焼鈍温度T℃とを

$(\text{PH}_2\text{O}/\text{PH}_2) < -0.0008T + 0.701$ なる関係を維持して連続焼鈍を行うことを特徴とする前記(1)記載の連続焼鈍後の内部酸化膜厚が2.0μm未満である表面性状と成形性に優れた高強度冷延鋼板の製造方法。

【0007】(3) mass%で、C: 0.05~0.3%、Si: 3.0%以下、Mn: 0.05~4.0%、P: 0.1%以下、S: 0.1%以下、Al: 0.01~2.0%、N: 0.01%以下で残部がFe及び

不可避的不純物からなる成分のスラブを、加熱炉内露点50℃以下として加熱後、通常の熱間圧延、酸洗、冷間圧延を施し、続いて、水素を含有する窒素雰囲気下における水分と水素分圧の比($\text{PH}_2\text{O}/\text{PH}_2$)と焼鈍温度T℃とを

$(\text{PH}_2\text{O}/\text{PH}_2) < -0.0008T + 0.701$ なる関係を維持して連続焼鈍を行うことを特徴とする前記(1)記載の連続焼鈍後の内部酸化膜厚が2.0μm未満である表面性状と成形性に優れた高強度冷延鋼板の製造方法。

【0008】(4) mass%で、C: 0.05~0.3%、Si: 3.0%以下、Mn: 0.05~4.0%、P: 0.1%以下、S: 0.1%以下、Al: 0.01~2.0%、N: 0.01%以下で残部がFe及び不可避的不純物からなり、連続焼鈍後の内部酸化膜厚が2.0μm未満であり、かつ体積率にて5%以上の残留オーステナイトを含んだ組織を有することを特徴とする表面性状と成形性に優れた高強度冷延鋼板。

【0009】(5) mass%で、C: 0.05~0.3%、Si: 3.0%以下、Mn: 0.05~4.0%、P: 0.1%以下、S: 0.1%以下、Al: 0.01~2.0%、N: 0.01%以下で残部がFe及び不可避的不純物からなる成分のスラブを熱間圧延後、酸洗、冷間圧延し、その後の連続焼鈍工程において水素を含有する窒素雰囲気下における水分と水素分圧の比($\text{PH}_2\text{O}/\text{PH}_2$)と焼鈍温度T℃とを

$(\text{PH}_2\text{O}/\text{PH}_2) < -0.0008T + 0.701$ なる関係を維持して、 AC_1 -変態点以上 AC_3 変態点以下の範囲に加熱し、その後の350~600℃において10~500秒保持を行いことを特徴とする前記

(4)記載の連続焼鈍後の酸化膜厚が2.0μm未満であり、かつ体積率にて5%以上の残留オーステナイトを含んだ組織を有する表面性状とプレス成形性に優れた高強度冷延鋼板の製造方法。

【0010】(6) mass%で、C: 0.05~0.3%、Si: 3.0%以下、Mn: 0.05~4.0%、P: 0.1%以下、S: 0.1%以下、Al: 0.01~2.0%、N: 0.01%以下で残部がFe及び不可避的不純物からなる成分のスラブを、加熱炉内露点50℃以下として加熱後、通常の熱間圧延、酸洗、冷間圧延を施し、その後の連続焼鈍工程において水素を含有する窒素雰囲気下における水分と水素分圧の比($\text{PH}_2\text{O}/\text{PH}_2$)と焼鈍温度T℃とを

$(\text{PH}_2\text{O}/\text{PH}_2) < -0.0008T + 0.701$ なる関係を維持して、 AC_1 -変態点以上 AC_3 変態点以下の範囲に加熱し、その後の350~600℃において10~500秒保持を行いことを特徴とする前記

(4)記載の連続焼鈍後の酸化膜厚が2.0μm未満であり、かつ体積率にて5%以上の残留オーステナイトを含んだ組織を有する表面性状とプレス成形性に優れた高

強度冷延鋼板の製造方法である。

【0011】

【発明の実施の形態】以下本発明を詳細に説明する。まず成分について説明する。

C: Cは強力なオーステナイト安定化元素であり、オーステナイト組織を確保するには0.05%以上の含有量が必要である。一方0.3%以上では鋼板の硬化が著しく、圧延が難しくなるため上限を0.3%とした。

Si: Siはフェライト安定化元素であり2相域焼鈍時のフェライト体積率を増加させ平衡するオーステナイト相のC濃度を高める作用をするとともに、高強度化のために添加される。このためには少なくとも0.1%以上のSiが必要であるが、3.0%を越えると熱延における表面品質の劣化が激しいため0.1~3.0%とした。

【0012】Mn: Mnは高強度化、Sによる熱間脆性の劣化回避のために添加されるが0.05%未満では効果がない。またオーステナイト形成元素として重要であり、積極的に添加されるが4.0%以上では硬化して延性を害するので0.05~4.0%とした。

P: Pは高強度化のため添加されるが、0.01%未満では効果が無く、0.1%以上では延性及び表面が劣化するので0.01~0.1%とした。

S: Sは熱間脆性のために低減した方が望ましく、上限は0.1%とした。0.005%未満では影響がないため0.005~0.1%とした。

【0013】Al: Alは脱酸のために必要であり、0.01%未満であると脱酸が不十分である。また2.0%を越えると脱酸が飽和し、介在物が多くなり延性劣化を示すため0.01%~2.0%とした。

N: 窒素は鋼中に不可避免的に含有される元素であり、含有量が低いことが望ましい。0.01%を越えるとAl-Nとして消費されるNが増加し延性が劣化するため、上限を0.01%とした。

【0014】次に本発明鋼の表面性状は製品表面の内部酸化層厚みに左右される。これが2.0 μ m以上であると軽度の加工において、該当部分が剥離するため表面性状が優れない。従って、内部酸化層厚みは2.0 μ m未満とした。また、残留オーステナイトによる延性向上をはかる場合には残留オーステナイトの体積率が5%未満ではオーステナイトの歪誘起変態による延性向上が期待できない。そのため残留オーステナイトを含んだ組織を5%以上含むものとした。

【0015】次に製造条件をのべる。熱延加熱条件は、露点を50℃以下とする。露点がこれより大きいと酸洗、冷延、焼鈍後の内部酸化層厚みの低減が図れない。また加熱温度は、スケール剥離性の点から、1200℃

以下とすることが望ましい。その後、通常の熱延、酸洗、冷延を行った後、連続焼鈍は、水素を含有する窒素雰囲気下における水分と水素分圧の比($\text{PH}_2\text{O}/\text{P}$
 H_2)と焼鈍温度T[K]との関係において

$(\text{PH}_2\text{O}/\text{PH}_2) < -0.0008T + 0.701$
なる関係を維持する。この値が右式より高い場合には内部酸化層が2.0 μ mより大きくなり、表面が劣化し軽度の引張加工で剥離する。

【0016】また、残留オーステナイトによる延性向上をはかる場合には連続焼鈍においてフェライト+オーステナイトの2相組織とするためにAC₁変態点以上AC₃変態点以下の範囲に加熱する。加熱温度が低いとセメントタイトの再固溶に時間がかかり、高いとオーステナイトの体積率が上昇しC濃度が低下することから800~850℃で均熱することが望ましい。

【0017】均熱後フェライトを成長させオーステナイト中のC濃度を高め、かつパーライト変態を抑制するために700℃までの冷速を20℃/s以下とし、700℃以下では50℃/s以上の冷速とする。過時効処理帯では350~600℃において10~500秒保持を行い、オーステナイトをベイナイト変態させながらオーステナイトへのCの濃縮を促進する必要がある。600℃を上回るとベイナイト変態が起こらず、350℃を下回るとオーステナイトへのCの濃縮が十分に起こらなくなる。焼鈍後の調質圧延は形状矯正のためにやむを得ず行う範囲にとどめるべきであり、材質の点からは好ましくないが形状矯正の点を考慮し、0.2~0.8%、好ましくは0.2~0.5%とする。

【0018】

【実施例】表1に示す成分の鋼を転炉にて溶製し、連続鋳造にてスラブとした。熱延加熱炉の露点を40~60℃、加熱温度を1180℃とした。熱間圧延は仕上温度920℃、巻取温度600℃とした。これを酸洗後、冷延率70%とした冷間圧延を施した。次に、連続焼鈍においては、水素を含有する窒素雰囲気下における水分と水素分圧の比($\text{PH}_2\text{O}/\text{PH}_2$)を0.004、0.0085、均熱温度750~850℃、均熱時間60秒とした後、700℃まで10℃/sで徐冷し、その後80℃/sで450℃以下まで冷却し、350~450℃の間で200秒間保持した。次に0.5%の調質圧延を実施し、各コイルの代表部分を材質験に供した。引張試験はJIS Z2201、5号試験片を用い、同Z2241記載の方法によって行った。ここで鋼種1~6は本発明鋼である。鋼種7はC量が少なく、鋼種8はSi量が少ない比較鋼である。

【0019】

【表1】

表 1

試 番	鋼 種	C	Si	Mn	P	S	Al	N	備考
		(%)							
1	1	0.11	1.18	1.55	0.005	0.005	0.03	20	発明鋼
2	2	0.21	2.05	2.21	0.003	0.003	0.03	20	発明鋼
3	3	0.14	1.74	1.49	0.003	0.005	0.03	20	発明鋼
4	4	0.05	1.28	1.57	0.004	0.004	0.03	20	発明鋼
5	5	0.25	2.82	1.25	0.005	0.004	0.03	20	発明鋼
6	6	0.11	1.43	1.62	0.006	0.004	0.43	40	発明鋼
7	7	<u>0.04</u>	1.52	1.5	0.003	0.002	0.051	40	比較鋼
8	8	0.11	<u>0.20</u>	0.57	0.003	0.06	0.041	40	比較鋼

注) アンダーラインは本発明外

【0020】表2に、製造条件と結果を示す。表2から熱延加熱炉露点を50℃とし、焼鈍雰囲気を $(PH_2O/PH_2) < -0.0008T + 0.701$ としたものはいずれも内部酸化層厚みが2.0μm未満であり表面性状が改善されていることが明らかである。

なお試番22は鋼種7であってC量が少なく、試番23は鋼種8であってSi量が少ないため、強度延性バランスが悪い比較例である。

【0021】

【表2】

表 2

試 番	鋼 種	熱延加熱条件		焼鈍条件		内部酸化 層厚み (μm)	機械的性質			オー ス テナ イ ト 体 積 率 (%)	備 考
		加 熱 度 ($^{\circ}\text{C}$)	露 点 ($^{\circ}\text{C}$)	均 熱 度 ($^{\circ}\text{C}$)	$(\text{PH}_2\text{O}/\text{PH}_2)$		Y P	T S	E l		
1	1	1180	30	750	0.004	0.3	271	510	31	6	本発明
2	1	1180	30	750	0.085	0.7	269	505	32	6	本発明
3	1	1180	30	800	0.004	0.5	330	638	37	8	本発明
4	1	1180	30	800	0.085	0.9	331	635	37	8	本発明
5	1	1180	30	850	0.004	<u>2.5</u>	349	615	38	10	比較例
6	1	1180	30	850	0.085	<u>4.5</u>	352	619	38	10	比較例
7	1	1180	40	750	0.004	0.6	273	514	31	6	本発明
8	1	1180	40	750	0.085	1.0	269	507	32	6	本発明
9	1	1180	40	800	0.004	0.9	325	640	37	8	本発明
10	1	1180	40	800	0.085	1.8	334	631	37	8	本発明
11	1	1180	<u>60</u>	750	0.004	<u>2.1</u>	275	517	31	6	比較例
12	1	1180	<u>60</u>	800	0.004	<u>2.4</u>	329	637	37	8	比較例
13	2	1180	40	750	0.004	0.2	701	940	23	14	本発明
14	2	1180	40	800	0.004	0.4	831	1095	24	18	本発明
15	2	1180	40	800	0.085	<u>2.1</u>	834	1090	25	18	比較例
16	2	1180	40	850	0.004	0.7	863	1085	29	21	本発明
17	2	1180	40	850	0.085	<u>3.4</u>	861	1083	30	21	比較例
18	3	1180	40	820	0.004	0.2	541	753	34	13	本発明
19	4	1180	40	820	0.004	0.3	468	610	33	5	本発明
20	5	1180	40	820	0.004	0.2	485	968	33	15	本発明
21	6	1180	40	820	0.004	0.3	414	660	31	12	本発明
22	7	1180	40	820	0.004	0.4	320	440	31	<u>2</u>	比較例
23	8	1180	40	820	0.004	0.1	340	469	30	0	比較例

注) アンダーラインは本発明外

【0022】

【発明の効果】以上のように本発明によると表面性状に

優れた高強度薄鋼板が安定して得られ、工業上顕著な有用性がある。

フロントページの続き

(72)発明者 伊丹 淳

千葉県君津市君津1番地 新日本製鐵株式
会社君津製鐵所内